

**М. В. Однобокова\*, А. Н. Беляков**

Белгородский государственный национальный исследовательский университет,  
г. Белгород

\**odnobokova@bsu.edu.ru*

Научный руководитель – д-р физ.-мат. наук А. Н. Беляков

## ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО ОТЖИГА НА МИКРОСТРУКТУРУ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

Изучено влияние интенсивной пластической деформации и последующего отжига на эволюцию микроструктуры аустенитной нержавеющей стали 03X17H12M2. Интенсивная пластическая деформация приводит к развитию деформационного двойникования и мартенситного превращения, которому способствуют полосы сдвига. Доля мартенсита деформации составила около  $\sim 0,25$  при достижении истинной степени деформации  $\varepsilon = 3$ . Поперечный размер зерен при этом составил 70–80 нм. Последующий отжиг сопровождался обратным фазовым превращением мартенсита в аустенит и развитием непрерывной статической рекристаллизации. Полностью аустенитная структура восстанавливается при температуре выше 700 °С.

*Ключевые слова:* аустенитная нержавеющая сталь, интенсивная пластическая деформация, двойникование, мартенситное превращение, непрерывная статическая рекристаллизация.

**М. V. Odnobokova, A. N. Belyakov**

## EFFECT OF SEVERE PLASTIC DEFORMATION AND SUBSEQUENT ANNEALING ON THE FORMATION OF MICROSTRUCTURES IN AUSTENITIC STAINLESS STEEL

The effects of severe plastic deformation and subsequent annealing on the microstructural evolution of an austenitic stainless steel were investigated. The cold rolling was accompanied by the development of deformation twinning and martensitic transformation. The martensite fraction approached 0,25 at a total strain of  $\varepsilon = 3$ . Subsequent annealing was accompanied by the development of reverse phase transformation of martensite to austenite and an increase in the grain size due to continuous static recrystallization. Fully austenitic structure was obtained at a temperature above 700 °C.

*Keywords:* austenitic stainless steel, severe plastic deformation, twinning, martensitic transformation, continuous static recrystallization.

Для проведения исследований использовали аустенитную нержавеющую сталь 03X17H12M2 следующего химического состава, мас. %: 0,04 С, 17,3 Cr, 10,7 Ni, 1,7 Mn, 0,4 Si, 0,04 Р, 0,05 S, 2,0 Мо, 0,09 V, 0,04 Ti, 0,05 Nb, 0,4 Cu, 0,19 Со, остальное – Fe. Листовую прокатку образцов с исходным поперечным сечением 30×30 мм<sup>2</sup> проводили при комнатной температуре до истинных степеней деформации  $\epsilon \approx 0,5$ ; 1; 2 и 3. Образцы после холодной прокатки до истинной степени деформации  $\epsilon \sim 3$  подвергли последующему отжигу в интервале температур 500–800 °С в течение 30 мин с последующим охлаждением в воду. Структурные исследования выполняли с помощью растрового электронного микроскопа NovaNanosem 450 оснащенного детектором регистрации обратно-рассеянных электронов (метод EBSD). Микротвердость по Виккерсу определяли при нагрузке 3Н. Объемную долю мартенсита оценивали с помощью рентгеноструктурного анализа, ферритоскопа и метода EBSD.

Небольшая степень пластической деформации ( $\epsilon = 0,5$ ) приводит к вытягиванию исходных зерен вдоль направления прокатки с последующим развитием деформационного двойникования.

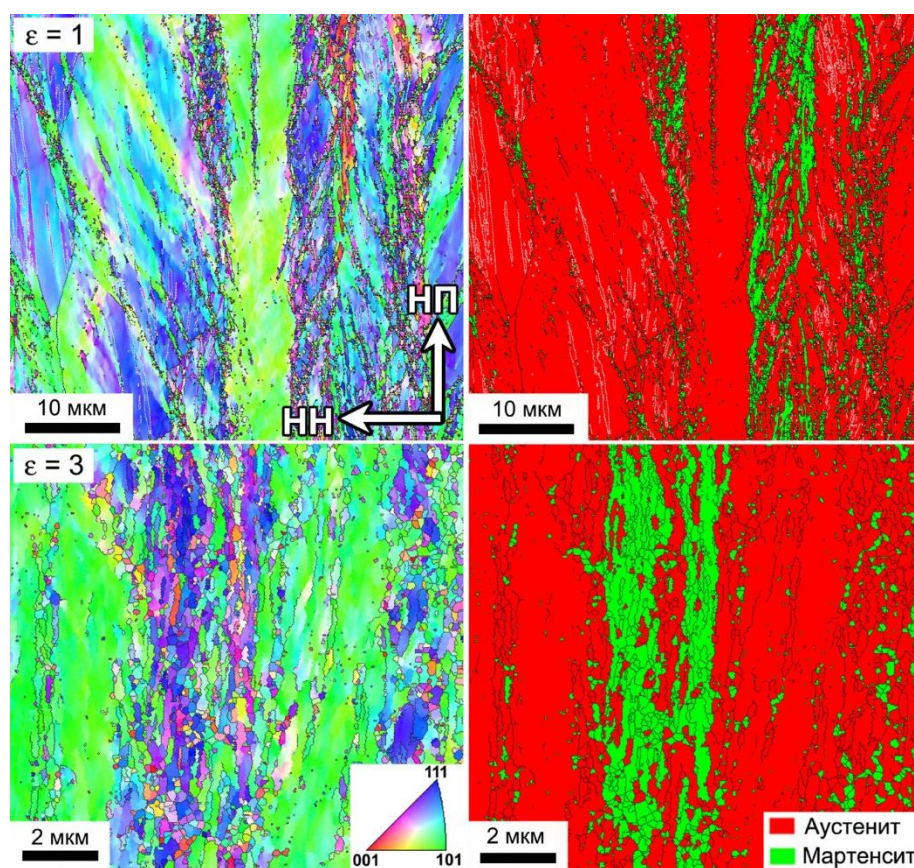


Рис. 1. Микроструктура аустенитной нержавеющей стали 03X17H12M2 после холодной прокатки до различных степеней деформации ( $\epsilon$ ). Черные и белые линии соответствуют большеугловым и двойниковым границам соответственно

Прокатка до истинной степени деформации  $\epsilon = 1$  приводит к развитию микрополос сдвига (рис. 1), которые являются предпочтительными местами

зарождения мартенсита деформации. Появление микрополос сдвига способствует росту доли мартенсита на промежуточных степенях деформации (рис. 2). Дальнейшая прокатка до истинной степени деформации  $\varepsilon = 3$  приводит к формированию однородной нанокристаллической структуры, состоящей из вытянутых зерен аустенита и мартенсита с поперечным размером 80-70 нм. Внутризеренная плотность дислокаций составляет  $5,4 \times 10^{15}$  и  $4,8 \times 10^{15} \text{ м}^{-2}$  в аустенитных и мартенситных нанокристаллитах соответственно. Микротвердость резко возрастает от 1438 МПа до 3620 МПа при холодной прокатке до общей степени деформации 0,5. Затем скорость деформационного упрочнения постепенно замедляется, что приводит к постепенному повышению микротвердости до 5014 МПа при увеличении степени деформации до  $\varepsilon = 3$ .

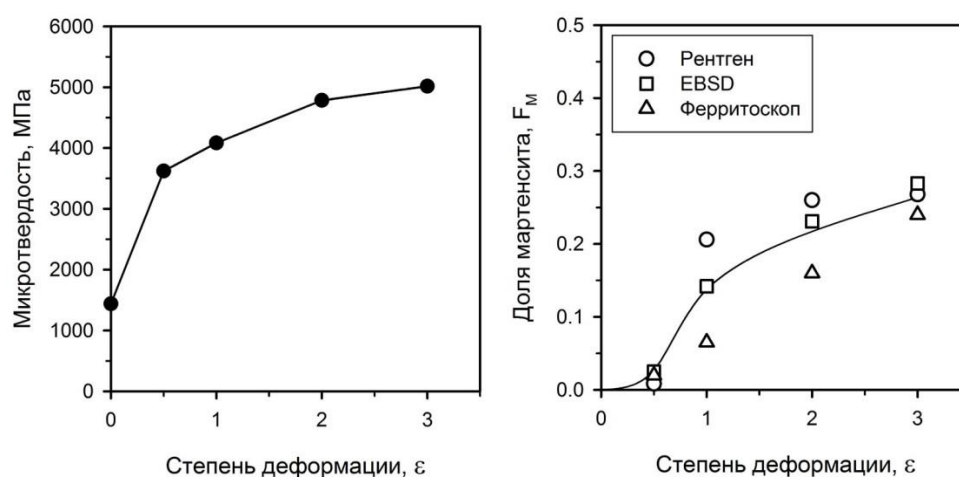


Рис. 2. Влияние степени деформации на микротвердость и долю мартенсита деформации аустенитной нержавеющей стали 03X17H12M2

Механизмы эволюции микроструктуры в процессе холодной прокатки до различных степеней деформации четко отражаются на распределении границ зерен по углам разориентировки (рис. 3).

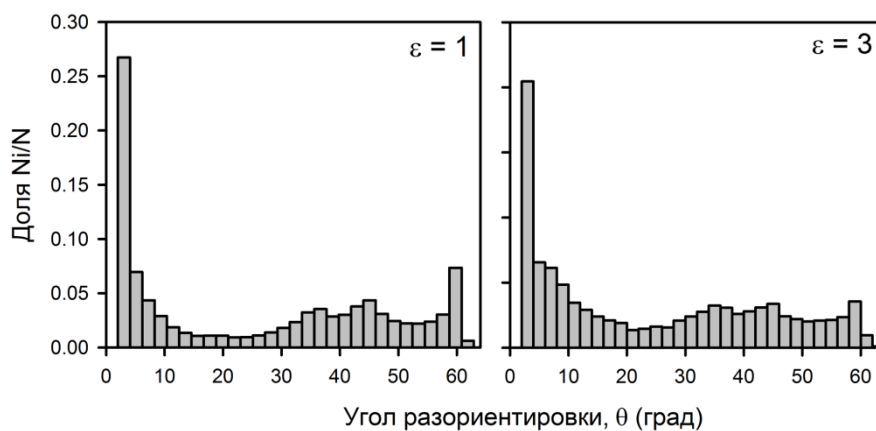


Рис. 3. Распределение границ зерен по углам разориентировки аустенитной нержавеющей стали 03X17H12M2 после холодной прокатки до истинных степеней деформации  $\varepsilon = 1$  и  $\varepsilon = 3$



Распределение границ зерен по углам разориентировки после холодной прокатки до  $\varepsilon = 1$  характеризуется тремя характерными пиками, которые соответствуют углам меньше  $10^\circ$ , углам около  $45^\circ$  и углам около  $60^\circ$ . Первый пик связан с формированием малоугловых субграниц в процессе пластической деформации [1,2]. Второй пик, соответствующий границам с разориентировкой  $\sim 45^\circ$  связан с мартенситным превращением, так как ориентационные соотношения между аустенитом и мартенситом в нержавеющих сталях близки к соотношениям Курдюмова–Закса и Нишияма–Вассермана, которые приводят к разориентировке между  $\gamma$ - и  $\alpha$ -фазой на  $42.9^\circ$  и  $46^\circ$  соответственно [3]. Третий пик характеризует развитие процессов деформационного двойникования (разориентировка границы двойника в аустените составляет  $60^\circ$  в направлении  $\langle 111 \rangle$ ). Разориентировка деформационных субграниц постепенно увеличивается в процессе деформации [1]. Таким образом, доля малоугловых субграниц постепенно уменьшается с увеличением истинной степени деформации.

Отжиг при температуре  $500^\circ\text{C}$  не приводит к существенным изменениям как структуры, так и фазового состава исследуемой стали (рис. 4).

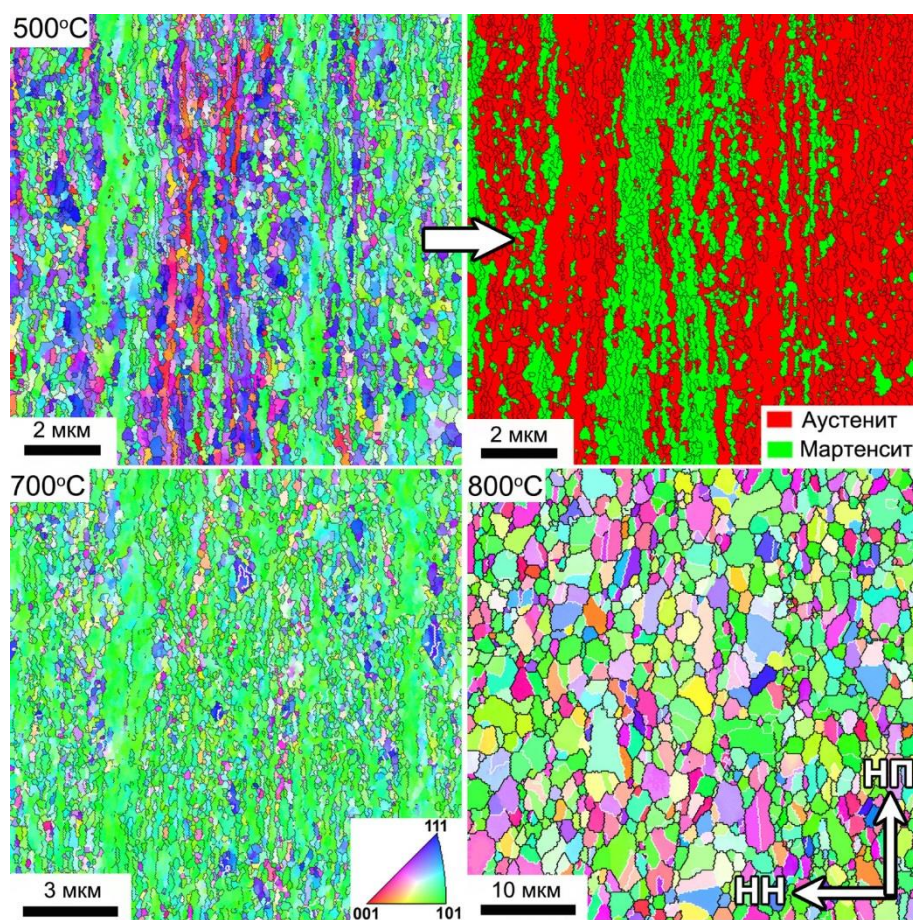


Рис. 4. Микроструктура аустенитной нержавеющей стали 03X17H12M2 после отжига в интервале температур  $500\text{--}800^\circ\text{C}$ . Черные и белые линии соответствуют большеугловым и двойниковым границам соответственно

При температуре отжига 600 °С развивается обратное фазовое превращение, о чем свидетельствует увеличение объемной доли аустенита примерно до 85%. Полностью аустенитная структура восстанавливается при температуре 700 °С при сохранении полосчатой морфологии кристаллитов (рис.4), что может свидетельствовать о протекании обратного фазового превращения по сдвиговому механизму. При повышении температуры отжига до 700 °С и выше в исследуемой стали развивается непрерывная статическая рекристаллизация, которая ведет к постепенному укрупнению зерен и увеличению доли большеугловых границ зерен, включая специальные границы двойников отжига (рис. 5).

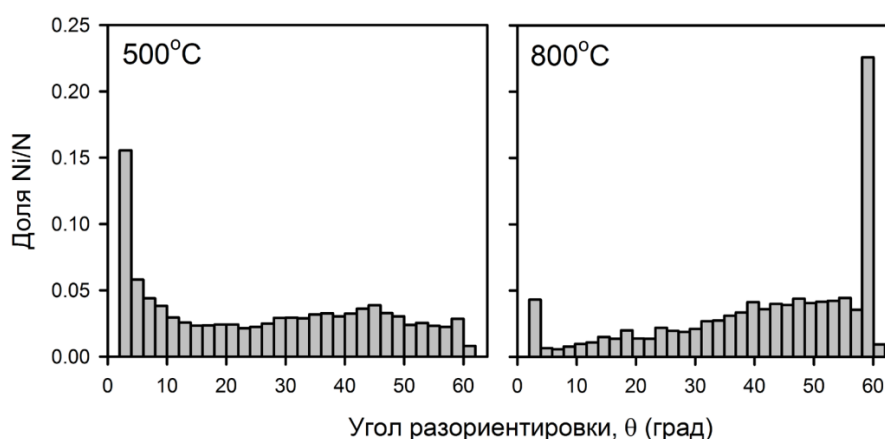


Рис. 5. Распределение границ зерен по углам разориентировки аустенитной нержавеющей стали 03X17H12M2 после отжига при температурах 500 °С и 800 °С

Миграция границ обеспечивает релаксацию внутренних напряжений, о чем свидетельствует уменьшение плотности дислокаций до  $3 \times 10^{13} \text{ м}^{-2}$  и микротвердости до 2455 МПа после отжига при температуре 800 °С. Развитие процессов непрерывной статической рекристаллизация приводит к формированию однородной ультрамелкозернистой структуры.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions / T. Sakai [ et al.] // Prog. Mater. Sci. 2014. V. 60. P. 130–207.
2. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986. С. 224.
3. Effect of large strain cold rolling and subsequent annealing on microstructure and mechanical properties of an austenitic stainless steel / I. Shakhova [et al.] // Mater. Sci. Eng. A. 2012. V. A 545. P. 176–186.